



УКРАЇНА

(19) UA (11) 76704 (13) C2

(51) МПК (2006)

C22C 38/36

C22C 38/24

C22C 38/22

C22C 38/12

C22C 37/00

B22F 3/15 (2006.01)

B23B 27/14

B21B 3/00

B21B 27/00

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ
І НАУКИ УКРАЇНИДЕРЖАВНИЙ ДЕПАРТАМЕНТ
ІНТЕЛЕКТУАЛЬНОЇ
ВЛАСНОСТІОПИС
ДО ПАТЕНТУ НА ВІНАХІД(54) ЛЕГОВАНА ІНСТРУМЕНТАЛЬНА СТАЛЬ ДЛЯ ХОЛОДНОЇ ОБРОБКИ І СПОСІБ ВИГОТОВЛЕННЯ
МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ ДЕТАЛІ АБО ІНСТРУМЕНТА З ТАКОЇ СТАЛІ

1

2

(21) 2002042895

(22) 10.04.2002

(24) 15.09.2006

(31) 587/2001

(32) 11.04.2001

(33) АТ

(46) 05.09.2006, Бюл. № 9, 2006 р.

(72) Лібфарт Вернер, АТ, Рабіч Роланд, АТ

(73) БЬОЛЕР ЕДЕЛЬСТАЛЬ ГМБХ, АТ

(56) UA, 34 624, C2, 15.03.2001

FR, 2 722 211, A1, 12.01.1996

EP, 0 930 374, A1, 21.07.1999

DE, 100 19 042, A1, 08.11.2001

US, 3 704 115, A, 28.11.1972

US, 5 344 477, 06.09.1994

US, 5 989 490, A, 23.11.1999

JP, 06-346188, A, 20.12.1994

Келоглу Ю.П., Захариевич К.М., Карташевская
М.И. Металлы и сплавы. Справочник, изд. 2-е
испр. и доп. - Кишинев. Картя Молдовеняскэ, 1977,
с. 90-102(57) 1. Легована інструментальна сталь для холо-
дної обробки, яка призначена для виготовлення
виробів, зокрема інструментів, методом порошко-
вої металургії, що містить, мас. %:

вуглець	від 2,05	до 2,65
кремній		до 2,0
марганець		до 2,0
хром	від 6,10	до 9,8
вольфрам	від 0,50	до 2,40
молібден	від 2,15	до 4,70
ванадій	від 7,05	до 9,0
ніобій	від 0,25	до 2,45
кобальт		до 10,0
сірка		до 0,3
азот	від 0,04	до 0,32
нікель		до 1,50.

а також супутні елементи і технологічно зумовлені
домішки до 2,6мас.%, решта - залізо (Fe), причому
зазначені вироби мають вміст кисню менше
100млн⁻¹ і вміст та конфігурація неметалічних
включень відповідають значенню показника K₀, що
дорівнює щонайбільше 3 при випробуванні за ДІН
50602.2. Легована інструментальна сталь для холодної
обробки за п.1, яка містить елементи у таких кон-
центраціях, мас. %:

вуглець	від 2,30	до 2,59
кремній	від 0,80	до 1,50
марганець	від 0,30	до 1,40
хром	від 6,12	до 7,50
нікель		до 1,0
вольфрам	від 0,60	до 1,45
молібден	від 2,40	до 4,40
ванадій	від 7,40	до 8,70
ніобій	від 0,50	до 1,95
азот	від 0,06	до 0,25.

причому значення різниці вмісту марганцю і сірки
становить щонайменше 0,19мас. %.3. Легована інструментальна сталь для холодної
обробки за п.1 або п.2, яка містить елементи у
таких концентраціях, мас. %:

кремній	від 0,85	до 1,30
марганець	від 0,40	до 0,80
хром	від 6,15	до 6,95
нікель		до 0,90
молібден	від 3,55	до 4,40
ванадій	від 7,80	до 8,59
ніобій	від 0,75	до 1,45
азот	від 0,06	до 0,15.

4. Спосіб виготовлення методом порошкової ме-
талургії деталі або інструмента з легованої інстру-
ментальної сталі для холодної обробки, яка міс-
тить, мас. %:

(13) C2

(11) 76704

(19) UA

вуглець	від 2,05	до 2,65
кремній		до 2,0
марганець		до 2,0
хром	від 6,10	до 9,80
вольфрам	від 0,50	до 2,40
молібден	від 2,15	до 4,70
ванадій	від 7,05	до 9,0
ніобій	від 0,25	до 2,45
кобальт		до 10,0
сірка		до 0,3
азот	від 0,04	до 0,32
нікель		до 1,50,

а також супутні елементи і технологічно зумовлені домішки до 2,6мас.%, решта - залізо, в якому рідкий сплав вказаного складу розпилюють з викори-

станням азоту чистотою 99,999мас.% у порошок легованої інструментальної сталі з розподілом розмірів частинок, який відповідає вмісту щонайменше 60% від його загальної маси частинок розміром 100мкм або менше, після чого при підтриманні атмосфери азоту та виключенні фізичної сорбції кисню на поверхні часток вказаного порошку, виконують заповнення цим порошком капсули і закривання останньої та здійснюють гаряче ізостатичне пресування вказаного порошку у щільний матеріал, в разі потреби - з подальшим гарячим деформуванням, причому під впливом температур відбувається зростання рівномірно розподілених монокарбідів до розміру менше ніж 10мкм.

Цей винахід стосується легованої інструментальної сталі для холодної обробки, яка призначена для виготовлення методом порошкової металургії виробів, зокрема, інструментів, що мають високу в'язкість та твердість, а також високу стійкість проти спрацювання та втомленості матеріалу.

Інструменти та деталі інструментів, як правило, зазнають різноманітних навантажень, що само по собі вимагає відповідного профілю властивостей матеріалу. Проте забезпечення особливо задовільної пристосованості матеріалу інструмента до певного виду навантажень, природно, пов'язане з погіршенням його стійкості до інших навантажень, отже, для досягнення високої експлуатаційної якості інструмента слід забезпечити високий рівень кількох характеристик його різноманітних властивостей, інакше кажучи, експлуатаційні характеристики інструмента являють собою компроміс між окремими властивостями його матеріалу. З економічних міркувань, однак, завжди бажаним є досягнення загального підвищення характеристик матеріалу інструментів або деталей.

Матеріали інструментів зі швидкорізальної сталі завжди включають в себе фазу високої твердості, яка складається з карбідів, і матричну фазу, в якій розподілені ці карбіди, причому ці фази і, зокрема, їх вміст у матеріалі, залежать від хімічного складу сплаву.

При виготовленні звичайним способом, який включає в себе затвердіння сплаву в ливарних формах, можливий вміст вуглецю та карбідотвірних елементів у сплаві обмежують із міркувань кінетики затвердіння, оскільки первинні карбіди, які виділяються з розплаву, в разі їх високого вмісту спричиняють виникнення грубозернистої неоднорідної структури матеріалу (і, як наслідок, низькі механічні властивості матеріалу) і негативно впливають на його оброблюваність або повністю роблять її неможливою.

Для забезпечення, з одного боку, збільшення концентрацій карбідотвірних елементів і вуглецю з метою підвищення вмісту карбідів і покращення таким чином стійкості матеріалу проти спрацювання, а з другого боку - достатньої оброблюваності, однорідності та в'язкості виготовлених із зазначе-

ного матеріалу деталей або інструментів слід виготовляти матеріал методом порошкової металургії.

Виготовлення матеріалів методом порошкової металургії (ПМ) включає як основні стадії розпилювання або диспергування розплавленої сталі з допомогою газу - відповідно азоту - на дрібні краплини, які застигають із високою швидкістю, утворюючи металевий порошок, завантаження металевого порошку в одну або кілька капсул та ущільнення його в капсулах, закривання капсул і нагрівання порошку в капсулі з гарячим ізостатичним пресуванням (ГІП) для одержання щільного однорідного матеріалу. Одержаний таким чином ПМ-матеріал можна використовувати для виготовлення деталей або інструментів безпосередньо, тобто в стані після ГІП, або попередньо піддавати гарячому деформуванню, наприклад, шляхом кування або прокатування.

Матеріали інструментів або деталей, які працюють при високих навантаженнях, наприклад, різальних інструментів, пуансонів та матриць штампів тощо, повинні мати, відповідно до навантаження, одночасно високу стійкість проти абразивного спрацювання, високу в'язкість та стійкість проти утомленості. Для зниження спрацювання слід прагнути до досягнення високого вмісту твердих, у даному випадку грубозернистих, карбідів (перевага віддається монокарбідам); при цьому, однак, із підвищенням вмісту карбідів падає в'язкість матеріалу. Стійкість проти утомленості, яка значною мірою виявляється як протидія утворенню тріщин при дуже високих змінних за величиною або знаком механічних навантаженнях матеріалу, досягається за рахунок високої твердості матриці та низької схильності до зародження тріщин під впливом зерен карбідів та неметалічних включень.

Як вказано вище, експлуатаційна якість деталей або інструментів являє собою компроміс між стійкістю проти спрацювання, в'язкістю та стійкістю проти утомленості матеріалу в термічно поліпшеному стані. Із метою загального поліпшення якості інструментальних сталей для холодної обробки фахівці відповідної галузі на протязі вже тривалого часу намагаються підвищити профіль характеристик таких сталей.

Метою цього винаходу є одночасне підвищення механічних характеристик заготовок з інструментальної сталі в термічно поліпшеному стані, а саме міцності на розрив при згинанні, ударної в'язкості та стійкості проти спрацювання, для забезпечення відповідної якості матеріалу з урахуванням вимог до нього.

Ця мета, згідно з винаходом, досягається тим, що легована інструментальна сталь для холодної обробки, яка призначена для виготовлення методом порошкової металургії виробів, які мають високу в'язкість та твердість, а також високу стійкість проти спрацювання та проти утомленості матеріалу, зокрема, інструментів, включає в себе у

Вуглець (C)	від 2,05 до 2,65
Кремній (Si)	до 2,0
Марганець (Mn)	до 2,0
Хром (Cr)	від 6,10 до 9,80
Вольфрам (W)	від 0,50 до 2,40
Молибден (Mo)	від 2,15 до 4,70
Ванадій (V)	від 7,05 до 9,0
Ніобій (Nb)	від 0,25 до 2,45
Кобальт (Co)	до 10,0
Сірка (S)	до 0,3
Азот (N)	від 0,04 до 0,32
Нікель (Ni)	до 1,50.

а також супутні елементи до 2,6%(мас.) і технологічно зумовлені домішки, решта залізо (Fe), причому зазначені вироби мають вміст кисню (O) менше 100 частин на мільйон і вміст та конфігурацію неметалічних включень у відповідності зі значенням показника K0 згідно з випробуванням за ДІН 50602 щонайбільше 3.

Значне підвищення якості матеріалу згідно з винаходом досягається синергічним ефектом легувальних та технологічних заходів, спрямованих на оптимізацію структури матеріалу, а також індивідуальних та сумарних властивостей фаз зазначеної структури.

З'ясовано, що для в'язкості матеріалу має значення не тільки кількість карбідів, але такою ж мірою морфологія карбідів, оскільки остання залежить від довжини вільного пробігу між карбідами в матриці. У готовому до експлуатації інструменті карбіди, з точки зору підвищення стійкості проти спрацювання, мають являти собою переважно монокарбіди, рівномірно розподілені в матриці у формі зерен діаметром не більше 10мкм, перевага віддається діаметру менше 4мкм.

Ванадій та ніобій є найсильнішими карбідотвірними агентами, і їх спільна присутність передбачається з міркувань легування в діапазонах концентрацій відповідно 7,05-9,0%(мас.) V і 0,25-2,45%(мас.) Nb. Цим досягається, з одного боку, утворення монокарбідів, а саме змішаних ванадієво-ніобієвих карбідів, які забезпечують особливі переваги; з іншого боку, у цих областях вмісту ванадію та ніобію забезпечують таку спорідненість матеріалу до вуглецю, що подальші карбідотвірні елементи - хром, вольфрам та молибден - при присутності їх в концентраціях, які відповідають винаходу, забезпечують ефект зміцнення за рахунок утворення змішаних кристалів із залишковим вуглецем і підвищення твердості матриці. Вміст ванадію та/або ніобію понад відповідно 9,0%(мас.) і

2,45%(мас.) спричиняє зменшення міцності матриці і, зокрема, зниження стійкості матеріалу проти утомленості; навпаки, при концентрації ванадію менш ніж 7,05%(мас.) та/або ніобію менш ніж 0,25%(мас.) посилюється утворення карбідних фаз нижчої твердості, наприклад, карбідів M_7C_3 , що призводить до зниження стійкості сталі проти спрацювання.

При вмісті вуглецю в межах вузького інтервалу від 2,05%(мас.) до 2,65%(мас.) і концентраціях елементів - утворювачів монокарбідів, які відповідають цьому винаходу, зокрема, при вмісті вольфраму від 0,5%(мас.) до 2,4%(мас.) та молибдену від 2,15%(мас.) до 4,70%(мас.), повністю використовується потенціал вторинного підвищення твердості сплаву при термічному поліпшенні і підвищується його стійкість проти відпуску. Для забезпечення зміцнення під впливом утворення змішаних кристалів передбачено вміст хрому від 6,10%(мас.) до 9,80%(мас.), при цьому підвищення вторинної твердості та твердості матриці інструментальної сталі забезпечується згідно з винаходом присутністю азоту в концентрації від 0,04%(мас.) до 0,22%(мас.).

При вмісті елементів вольфраму, молибдену та хрому як вище верхньої, так і нижче нижньої межі діапазонів, передбачених винаходом, синергія порушується, і щонайменше одна характеристика інструментальної сталі погіршується, що може частково негативно вплинути на можливості її використання.

Як вказано вище, для підвищення експлуатаційної якості деталі або інструмента слід, поряд із заходами, які стосуються легування, мають певне значення також заходи технологічного порядку. Оскільки з точки зору підвищення в'язкості матеріалу слід уникати утворення локальних нагромаджень відносно грубих зерен карбідів (так званих карбідних кластерів) із міркувань мінімізації розмірів дефектів у матеріалі, обробленому способом гарячого ізостатичного пресування, при виготовленні виробів методом порошкової металургії і, відповідно, при одержанні порошку слід технологічними методами забезпечити такий розподіл зерен порошку за розмірами, щоб щонайменше 60% зерен мали розмір менш ніж 100мкм. З'ясовано, що висока швидкість твердіння краплин розплаву, пов'язана з малими розмірами частинок металевого порошку, забезпечує рівномірний розподіл дрібнодисперсних монокарбідів і пересичення основної маси зерна порошку карбідами у відповідності зі вмістом вуглецю.

Під час гарячого ізостатичного пресування, а також при гарячому деформуванні пресованого виробу (в разі його застосування) міра пересиченості основної маси зерна знижується внаслідок дифузії при високих температурах, дрібні зерна монокарбідів округлої форми виростають до бажаного розміру, який не перевищує 10мкм, при цьому досягається цілеспрямоване включення подальших легувальних елементів у змішані кристали і, вкінцевому підсумку, зміцнення матриці. Ці технологічні заходи забезпечують регулювання морфології карбідів з урахуванням досягнення мінімального розміру дефектів та складу матриці - в напрямі досягнення максимального потенціалу вторинної

твердості за умови додержання складу матеріалу, який відповідає цьому винаходу. У цьому зв'язку слід вказати на важливість додержання вищезначеного діапазону вмісту ніобію з точки зору регулювання росту зерен.

Особливе значення має міра чистоти матеріалу згідно з винаходом стосовно до вмісту оксидів, оскільки неметалічні включення можуть не тільки погіршити механічні властивості матеріалу, але також спричинити негативні ефекти зародження і проростання центрів кристалізації в процесі твердіння та термічної обробки матеріалу. Із точки зору винаходу важливо також, щоб диспергування сплаву високої частоти виконувалося з використанням азоту чистоти не нижче 99,999% і щоб фізична сорбція кисню на поверхні зерен порошку до закриття його в капсулі була зведена до мінімуму, чим забезпечується вміст кисню в матеріалі після гарячого ізостатичного пресування менш ніж 100 частин на мільйон, і такі вміст та конфігурація неметалічних включень, які відповідають значенню показника K₀ згідно з випробуванням за ДІН 50602 щонайбільше 3.

Варіанти здійснення винаходу, яким віддається перевага, охарактеризовані в залежних пунктах формули винаходу. Винахід більш детально описаний нижче з посиланнями на результати порівняльних випробувань.

В Таблиці 1 подано хімічний склад сталі згідно з винаходом та сплавів, взятих для порівняння.

В Таблиці 2 подано значення характеристик, отримані при механічних випробуваннях сплавів.

На Фіг.1 представлено випробувальний пристрій для визначення міцності на розрив при згинанні.

На Фіг.2 показано форму зразка для випробувань ударної в'язкості при згинанні.

На Фіг.3 схематично показано пристрій для вимірювання стійкості проти спрацювання.

На Фіг.4 зіставлені характеристики міцності сплавів на розрив при згинанні.

На Фіг.5 зіставлені характеристики ударної в'язкості при згинанні.

На Фіг.6 зіставлені характеристики стійкості сплавів проти спрацювання.

Таблиця 1 наочно характеризує хімічний склад легованої інструментальної сталі для холодної

обробки згідно з винаходом (Сплав А) і сплавів, взятих для порівняння (сплави В-І).

В Таблиці 2 представлено результати випробувань міцності на розрив при згинанні, ударної в'язкості при згинанні та стійкості проти спрацювання для сплаву А згідно з винаходом та сплавів В-І, взятих для порівняння.

Міцність сплавів на розрив при згинанні визначали на загартованих до 61 HRC зразках кругового перерізу (R_d=5,0мм) із використанням пристрою за Фіг.1. Початкове зусилля F_r становило 200Н, швидкість руху робочого органу випробувальної машини до досягнення початкового зусилля становила 2мм/хв., а швидкість при випробуванні - 5мм/хв.

Вимірювання ударної в'язкості при згинанні виконувалися на зразках сплавів, форма яких показана на Фіг.2.

Схема пристрою для визначення стійкості проти спрацювання представлена на Фіг.3.

Зіставлення показників міцності на розрив при згинанні для сплаву А згідно з винаходом і для сплавів порівняння (В-І) (Таблиця 2), представлених у формі стовпчикових діаграм на Фіг.4, свідчить, що сплави Е, F, Н та І мають майже однакові високі характеристики, при цьому найвищу міцність на розрив при згинанні має сплав І.

При зіставленні характеристик ударної в'язкості при згинанні легованих інструментальних сталей для холодної обробки (Фіг.5) видно, що найвище значення цього показника має знов-таки сплав І. Результати вимірювань для сплаву А згідно з винаходом та для сплаву F свідчать, що ці сплави незначно поступаються сплаву І стосовно до зазначеної механічної властивості.

Результати випробувань сплавів на стійкість проти спрацювання, графічно представлені на Фіг.6, свідчать, що найвищі значення цього показника мають сплав Н та сплав А згідно з винаходом.

Із результатів випробувань видно, що такі важливі властивості, як міцність на розрив при згинанні, ударна в'язкість при згинанні та стійкість проти спрацювання, для легованої інструментальної сталі для холодної обробки згідно з винаходом знаходяться на однаково високому рівні і є відрізняльними ознаками цього нового сплаву.

Таблиця 1

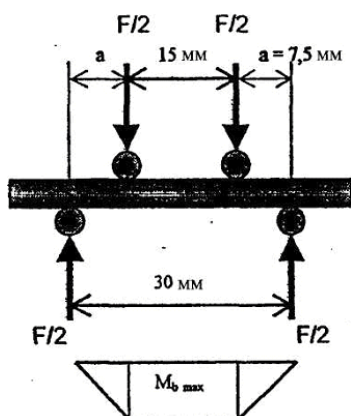
%(мас.)	Сплав А*	Сплав В	Сплав С	Сплав D	Сплав Е	Сплав F	Сплав G	Сплав Н	Сплав І	Сплав J
C	2,44	2,55	2,49	2,42	2,61	2,63	2,52	2,44	2,49	2,30
Si	0,98	1,05	0,95	1,12	0,97	1,13	0,87	0,94	0,63	0,32
Mn	0,52	0,53	0,49	0,55	0,66	0,71	0,55	0,50	0,32	0,31
Cr	6,22	6,93	6,12	6,27	6,08	6,21	6,28	5,66	4,19	12,31
W	1,41	0,95	2,74	1,30	1,06	1,50	2,22	0,05	3,68	0,35
Mo	3,98	3,95	3,78	4,00	3,60	3,98	5,05	1,31	3,21	1,17
V	8,12	7,85	7,92	7,88	6,77	7,83	8,20	9,84	8,72	3,94
Nb	1,19	1,15	1,12	1,86	1,45	0,61	0,9	0,01	--	--
S	0,008	0,011	0,03	0,012	0,028	0,009	0,039	0,07	0,01	0,013
N	0,095	0,08	0,064	--	--	0,09	0,06	0,075	0,038	0,13
Co	0,4	<0,1	--	--	<0,1	0,13	0,038	--	--	0,04
Ni	0,7	0,43	0,17	0,28	0,89	0,51	0,76	--	0,36	--
O	0,0091	0,032	--	--	0,041	0,068	0,044	--	0,054	0,0098

*Сплав А - сплав згідно з винаходом

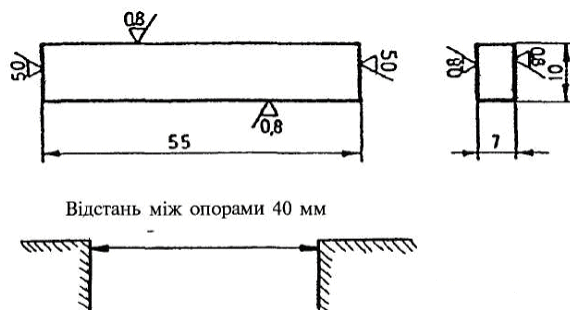
Таблиця 2

Термічно оброблений до твердості 61 HRC	Сплав	Міцність на розрив при згинанні, Н/мм ² . Чотирьохточкова проба на згинання	Ударна в'язкість при згинанні, Дж. Зразок без надрізу	Стійкість проти спрацювання, 1/г. Проба з карборундовим шліфувальним папером
	Сплав А*	4843	43,5	14,7
	Сплав В	4487	34	14,5
	Сплав С	4524	35	14,3
	Сплав D	4636	36,8	14,15
	Сплав E	4720	39,9	13,1
	Сплав F	4825	43	12,8
	Сплав G	4585	35	14,35
	Сплав H	4716	36	14,73
	Сплав I	4845	44	13,80
	Сплав J	4468	33	11,86

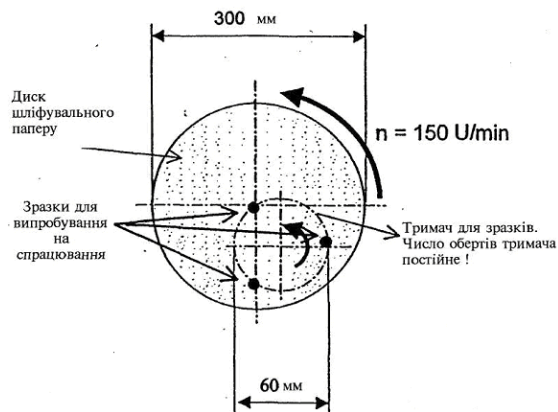
*Сплав А - сплав згідно з винаходом



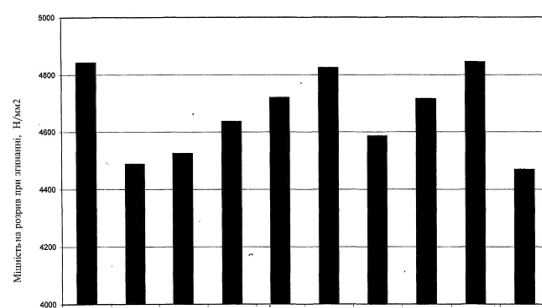
Фиг.1



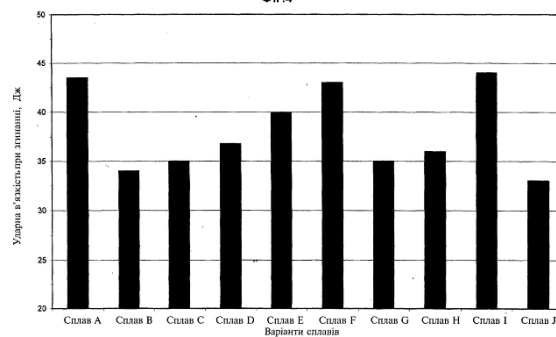
Фиг.2



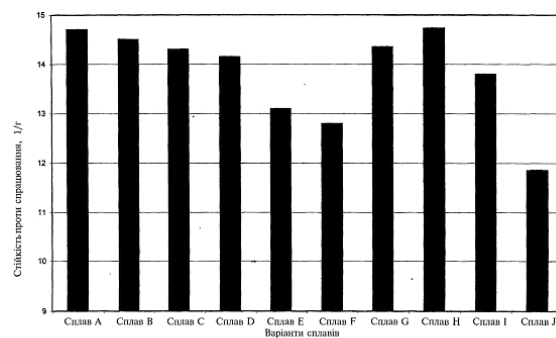
Фиг.3



Фиг.4



Фиг.5



Фиг.6

